

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2003-64444

(P2003-64444A)

(43) 公開日 平成15年3月5日 (2003.3.5)

(51) Int.Cl. <sup>7</sup>	識別記号	F I	テームコード* (参考)
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 A 4 K 0 3 7
C 2 1 D 9/46		C 2 1 D 9/46	H
C 2 2 C 38/06		C 2 2 C 38/06	
38/58		38/58	

審査請求 未請求 請求項の数12 O L (全 8 頁)

(21) 出願番号 特願2001-255385(P2001-255385)

(22) 出願日 平成13年8月24日 (2001.8.24)

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72) 発明者 吉永 直樹

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内

(73) 発明者 藤田 展弘

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内

(74) 代理人 100062421

弁理士 田村 弘明 (外1名)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 深絞り性に優れた高強度鋼板および製造方法

(57) 【要約】

【課題】 加工性に優れた鋼板とその製造方法を提供する。

【解決手段】 所定のC量を含有し、平均r値が1.3以上、かつ組織中にベイナイト、マルテンサイト、オーステナイトのうち1種類以上を合計で3%以上有する高強度鋼板。冷間圧延の圧下率を30~95%とし、r値を高めるための焼鈍と引き続き上記の組織を得るための熱処理を行うことを特徴とする深絞り性に優れた高強度鋼板の製造方法。

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量%で、

C : 0.03~0.25%、

Si : 0.001~3.0%、

Mn : 0.01~3.0%、

P : 0.001~0.06%、

S : 0.05%以下、

N : 0.001~0.030%、

Al : 0.005~0.3%

を満たす範囲で含有し、残部が鉄及び不可避免的不純物からなり、平均 $r$ 値が1.3以上、鋼板の組織中にベイナイト、マルテンサイト、オーステナイトのうち1種または2種以上を合計で3~100%含有することを特徴とする深絞り性に優れた高強度鋼板。

【請求項2】 圧延方向の $r$ 値( $r_L$ )が1.1以上、圧延方向に対して45°方向の $r$ 値( $r_D$ )が0.9以上、圧延方向と直角方向の $r$ 値( $r_C$ )が1.2以上であることを特徴とする請求項1に記載の深絞り性に優れた高強度鋼板。

【請求項3】 鋼板1/2板厚における板面の{111}、{100}の各X線反射面強度比がそれぞれ4.0以上、3.0以下であることを特徴とする請求項1または2に記載の深絞り性に優れた高強度鋼板。

【請求項4】 Al/Nが3~25であることを特徴とする請求項1~3のいずれか1項に記載の深絞り性に優れた高強度鋼板。

【請求項5】 Bを0.0001~0.01質量%含むことを特徴とする請求項1~4のいずれか1項に記載の深絞り性に優れた高強度鋼板。

【請求項6】 Mgを0.0001~0.5質量%含むことを特徴とする請求項1~5のいずれか1項に記載の深絞り性に優れた高強度鋼板。

【請求項7】 Ti, Nb, V, Zrの1種または2種以上を合計で0.001~0.2質量%含むことを特徴とする請求項1~6のいずれか1項に記載の深絞り性に優れた高強度鋼板。

【請求項8】 Sn, Cr, Cu, Ni, Co, WおよびMoの1種または2種以上を合計で0.001~2.5質量%含むことを特徴とする請求項1~7のいずれか1項に記載の深絞り性に優れた高強度鋼板。

【請求項9】 Caを0.0001~0.01質量%含むことを特徴とする請求項1~8のいずれか1項に記載の深絞り性に優れた高強度鋼板。

【請求項10】 請求項1~9の何れか1項に記載の鋼板を製造する方法であって、請求項1または4~9のいずれか1項に記載の化学成分を有する鋼を(Ar3変態点-50℃)℃以上で熱間圧延を完了し、室温~700℃で巻き取り、圧下率30%以上95%未満の冷間圧延を施し、平均加熱速度4~200℃/時間で加熱し、最高到達温度を600~800℃とする焼鈍を行い、さら

にAc1変態点以上1050℃以下の温度まで加熱することを特徴する深絞り性に優れた高強度鋼板の製造方法。

【請求項11】 請求項1~9の何れか1項に記載の鋼板を製造する方法であって、請求項1または4~9のいずれか1項に記載の化学成分を有し、かつ少なくとも板厚の1/4~3/4においてはベイナイト相およびマルテンサイト相のうち1種または2種の体積率が70~100%である組織を有する熱延鋼板に圧下率30%以上95%未満の冷間圧延を施し、平均加熱速度4~200℃/時間で加熱し、最高到達温度を600~800℃とする焼鈍を行い、さらにAc1変態点以上1050℃以下の温度まで加熱することを特徴する深絞り性に優れた高強度鋼板の製造方法。

【請求項12】 引き続きめっきを施すことを特徴とする請求項10または11に記載の深絞り性に優れた高強度めっき鋼板の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、例えば自動車のパネル類、足廻り、メンバーなどに用いられる鋼板およびその製造方法に関するものである。本発明の鋼板は、表面処理をしないものと、防錆のために溶融亜鉛めっき、電気めっきなどの表面処理を施したものの両方を含む。めっきとは、純亜鉛のほか、主成分が亜鉛である合金のめっき、さらにはAlやAl-Mgを主体とするめっきも含む。本発明によれば深絞り性に優れた高強度鋼板を得ることができるため、例えば自動車部品の軽量化を通じて地球環境保全に貢献しうるものと考えられる。また、ハイドロフォーム成形用の鋼管用としても好適である。

## 【0002】

【従来の技術】自動車の軽量化ニーズに伴い、鋼板の高強度化が望まれている。高強度化することで板厚減少による軽量化や衝突時の安全性向上が可能となる。しかしながら高強度で成形性特に深絞り性が優れた鋼板を得ようとすると、例えば特開昭56-139654号公報に開示されているように、C量を著しく減じた極低炭素鋼にSi, Mn, Pなどを添加して強化することが必須であった。C量を低減するためには製鋼工程で真空脱ガスを伴わねばならず、製造過程でCO<sub>2</sub>を多量に発生することになり、地球環境保全の観点で必ずしも最適なものとは言い難い。

【0003】これに対してC量が比較的多く、かつ深絞り性の良好な鋼板についても開示されている。特公昭57-47746号公報、特公平2-20695号公報、特公昭58-49623号公報、特公昭61-12983号公報、特公平1-37456号公報、特開昭59-13030号公報などに開示されている。しかしながらこれらについてもC量は実質的に0.07%以下と低

い。

【0004】さらに特公昭61-10012号公報ではC量が0.14%でも比較的良好なr値が得られることが示されている。しかしながらこれにはPが多量に含有されており、2次加工性が劣化したり、溶接性や溶接後の疲労強度に問題を生ずる場合がある。さらにこれらは箱焼鈍が前提となっている。箱焼鈍では、高温焼鈍が困難であること、また、一般に強制冷却装置が備わっていないので、ベイナイト、マルテンサイト、オーステナイトなどのフェライト以外の第2相を得ることが困難で、組織強化を活用し難い。従って、鋼板の強度を高めようとするとき多量の合金元素を添加せねばならず、コストアップとなったり、溶接性に問題を生じたりする。

C: 0.03~0.25%、  
Mn: 0.01~3.0%、  
S: 0.05%以下、  
Al: 0.005~0.3%

を満たす範囲で含有し、残部が鉄及び不可避免的な不純物からなり、平均r値が1.3以上、鋼板の組織中にベイナイト、マルテンサイト、オーステナイトのうち1種または2種以上を合計で3~100%含有することを特徴とする深絞り性に優れた高強度鋼板。

【0008】(2) 圧延方向のr値(rL)が1.1以上、圧延方向に対して45°方向のr値(rD)が0.9以上、圧延方向と直角方向のr値(rC)が1.2以上であることを特徴とする前記(1)に記載の深絞り性に優れた高強度鋼板。

(3) 鋼板1/2板厚における板面の{111}, {100}の各X線反射面強度比がそれぞれ4.0以上、3.0以下であることを特徴とする前記(1)または(2)に記載の深絞り性に優れた高強度鋼板。

【0009】(4) Al/Nが3~25であることを特徴とする前記(1)~(3)のいずれか1項に記載の深絞り性に優れた高強度鋼板。

(5) Bを0.0001~0.01質量%含むことを特徴とする前記(1)~(4)のいずれか1項に記載の深絞り性に優れた高強度鋼板。

(6) Mgを0.0001~0.5質量%含むことを特徴とする前記(1)~(5)のいずれか1項に記載の深絞り性に優れた高強度鋼板。

(7) Ti, Nb, V, Zrの1種または2種以上を合計で0.001~0.2質量%含むことを特徴とする前記(1)~(6)のいずれか1項に記載の深絞り性に優れた高強度鋼板。

(8) Sn, Cr, Cu, Ni, Co, WおよびMoの1種または2種以上を合計で0.001~2.5質量%含むことを特徴とする前記(1)~(7)のいずれか1項に記載の深絞り性に優れた高強度鋼板。

(9) Caを0.0001~0.01質量%含むことを特徴とする前記(1)~(8)のいずれか1項に記載の

【0005】

【発明が解決しようとする課題】本発明はC量の多い鋼において深絞り性が良好で、かつフェライト以外のベイナイト、マルテンサイト、オーステナイトなどを含有する高強度鋼板を得るものである。

【0006】

【課題を解決するための手段】本発明は上記のような課題を解決すべく、鋭意検討を進めたところ、C量が多くても深絞り性が良好で、かつフェライト以外の組織を含む、従来にはない鋼板を得ることに成功した。

【0007】すなわち、本発明の要旨とするところは、

(1) 質量%で、

Si: 0.001~3.0%、  
P: 0.001~0.06%、  
N: 0.001~0.030%、

深絞り性に優れた高強度鋼板。

【0010】(10) 前記(1)~(9)の何れか1項に記載の鋼板を製造する方法であって、前記(1)または(4)~(9)のいずれか1項に記載の化学成分を有する鋼を(Ar3変態点-50℃)℃以上で熱間圧延を完了し、室温~700℃で巻き取り、圧下率30%以上95%未満の冷間圧延を施し、平均加熱速度4~200℃/時間で加熱し、最高到達温度を600~800℃とする焼鈍を行い、さらにAc1変態点以上1050℃以下の温度まで加熱することを特徴する深絞り性に優れた高強度鋼板の製造方法。

(11) 前記(1)~(9)の何れか1項に記載の鋼板を製造する方法であって、請求項1または4~9のいずれか1項に記載の化学成分を有し、かつ少なくとも板厚の1/4~3/4においてはベイナイト相およびマルテンサイト相のうち1種または2種の体積率が70~100%である組織を有する熱延鋼板に圧下率30%以上95%未満の冷間圧延を施し、平均加熱速度4~200℃/時間で加熱し、最高到達温度を600~800℃とする焼鈍を行い、さらにAc1変態点以上1050℃以下の温度まで加熱することを特徴する深絞り性に優れた高強度鋼板の製造方法。

(12) 引き続きめっきを施すことを特徴とする前記(10)または(11)に記載の深絞り性に優れた高強度めっき鋼板の製造方法。にある。

【0011】

【発明の実施の形態】以下に本発明を詳細に説明する。C: 高強度化に有効で、また、C量を低減するためにはコストアップとなる。さらにC量が高めることで熱延組織をベイナイトやマルテンサイトを主相とする組織に作りこむことも容易となるので積極的に添加する。0.03質量%以上の添加とするが、良好なr値や溶接性を得るためには過度の添加は好ましいものではなく上限を

0.25%とする。0.05~0.17%が望ましい範囲である。より好ましくは、0.08%~0.16%である。

【0012】Si：安価に機械的強度を高めることが可能であり、要求される強度レベルに応じて添加する。また、Siは熱延板中に存在する炭化物の量を低減したり、大きさを微細にすることを通じてr値を高める効果も有する。一方で、過剰の添加はメッキのぬれ性や加工性の劣化を招くばかりかr値が劣化するので上限を3.0質量%とする。下限を0.001%としたのは、これ未満とするのが製鋼技術上困難なためである。r値を向上させる観点からは0.4~2.3%が好ましい範囲である。

【0013】Mn：高強度化に有効であるばかりでなく、熱延組織をベイナイトやマルテンサイトを主相とする組織とするのに有効な元素である。一方で、過度の添加はr値を劣化させるので、3.0質量%を上限とする。0.01質量%未満にするには製鋼コストが上昇し、またSに起因する熱間圧延割れを誘発するので、これを下限とする。2.4質量%が良好な深絞り性を得るために好ましい上限である。

【0014】P：高強度化に有効な元素であるので0.001以上添加する。0.06%超を添加すると溶接性や溶接部の疲労強度、さらには耐2次加工脆性が劣化するのでこれを上限とする。好ましくは0.04%未満である。

【0015】S：不純物であり、低いほど好ましく、熱間割れを防止するために0.05%以下とする。好ましくは0.015%以下である。また、Mn量との関係において、 $Mn/S > 10$ であることが好ましい。

【0016】N：本発明において重要である。冷延後の徐加熱時にA1とのクラスターや析出物を形成することによって集合組織を発達せしめ、深絞り性が向上する。良好なr値を得るためには0.001%以上の添加が必須である。多すぎると時効性を劣化させたり、多量のA1添加が必要となるため上限を0.03%とする。0.002~0.007%がより好ましい範囲である。

【0017】Al：本発明において重要である。冷延後の徐加熱時にNとのクラスターや析出物を形成することによって集合組織を発達せしめ、深絞り性が向上する。また、脱酸元素としても有用であるので0.005質量%以上添加する。ただし、過度に添加するとコストアップとなり、表面欠陥を誘発し、r値も低下する。従って上限を0.3質量%とする。好ましくは0.01~0.10質量%とする。

【0018】本発明の鋼板の組織は以下のとおりである。すなわち、ベイナイト、オーステナイト、マルテンサイトのうち1種または2種以上を合計で少なくとも3%含有する。5%以上がさらに好ましい。残部はフェライトで構成されることが望ましい。ベイナイト、オース

テナイト、マルテンサイトは鋼の機械的強度を高めるのに有効だからである。また、よく知られているように、ベイナイトはバーリング加工性や穴広げ性を向上させ、オーステナイトはn値や伸びを向上させ、マルテンサイトはYR（降伏強度／引張強度）を低くする効果を有するので、製品板に対する要求特性に応じて適宜上記の各相の体積率を変化させればよい。ただし、その体積率が3%未満では、あまり明確な効果が期待できない。例えば、バーリング特性を向上させるためには90~100%のベイナイトと0~10%のフェライトから成る組織が、また、伸びを向上させるためには3~30%の残留オーステナイトと70~97%のフェライトから成る組織が好ましい。なお、ここでのベイナイトとは、上部ベイナイトや下部ベイナイトのほか、アシキュラーフェライトやベイニティックフェライトを含む。

【0019】また、良好な延性やバーリング特性のためにはマルテンサイトの含有率を30%以下とすることが好ましく、パーライトの含有率を15%以下とすることが好ましい。

【0020】これらの組織の体積分率は鋼板の板幅方向に垂直な断面において、板厚の $1/4 \sim 3/4$ の任意の場所を光学顕微鏡により200~500倍で5~20視野観察し、点算法により求めた値と定義する。光学顕微鏡の代わりにEBSPを用いることも有用である。

【0021】本発明によって得られる鋼板の平均r値は1.3以上である。また、圧延方向のr値（rL）が1.1以上、圧延方向に対して45°方向のr値（rD）が0.9以上、圧延方向に対して直角方向のr値（rC）が1.2以上である。より好ましくは、平均r値が、1.4以上、rL、rD、rCがそれぞれ1.2以上、1.0以上、1.3以上である。平均r値は、 $(rL + 2 \times rD + rC) / 4$ で与えられる。r値の測定はJIS 13号BまたはJIS 5号B試験片を用いた引っ張り試験を行い、10%または15%引っ張り後の標点間距離の変化と板幅変化からr値の定義にしたがって算出すればよい。均一伸びが10%に満たない場合には、3%以上で均一伸び以下の引張変形を与えて評価すればよい。

【0022】本発明によって得られる鋼板は、少なくとも板厚中心における板面のX線反射面ランダム強度比が、 $\{111\}$ 面、 $\{100\}$ 面についてそれぞれ4.0以上、3.0以下である。より好ましくは、それぞれ6.0以上、1.5以下である。ランダム強度比とはランダムサンプルのX線強度を基準としたときの相対的な強度である。板厚中心とは板厚の $3/8 \sim 5/8$ の範囲を指し、測定はこの範囲の任意の面で行えばよい。級数展開法によって計算された3次元集合組織の $\phi 2 = 45^\circ$ 断面上の $(111)[1-10]$ 、 $(111)[1-21]$ 、 $(554)[-2-25]$ の強度はそれぞれ3.0以上、4.0以上、4.0以上であることが望ま

しい。なお、本発明においては{110}面のX線ラマン強度比が0.1以上、上記 $\phi 2=45^\circ$ 断面における(110)[1-10]および(110)[001]の強度が1.0を超える場合があり、このときにはrLとrCが向上する。

【0023】A1/Nは3~25の範囲であることが好ましい。この範囲外では良好なr値を得ることが困難となる。好ましくは5~15の範囲である。

【0024】Bはr値を向上させたり、耐2次加工性脆性の改善に有効であるので必要に応じて添加する。0.0001%未満ではその効果はわずかで、0.01%超添加しても格段の効果は得られない。0.0002~0.0030%が好ましい範囲である。

【0025】Mgは脱酸元素として有効である。一方、過剰の添加は酸化物、硫化物や窒化物の多量の晶出や析出を招き清浄度が低下して、延性やr値を低下させてしまう上、メッキ性を損なう。従って、質量%で0.0001~0.50%とする。

【0026】Ti, Nb, V, Zrも必要に応じて添加する。これらは、炭化物、窒化物もしくは炭窒化物を形成することによって鋼材を高強度化したり加工性を向上することができるので、1種または2種以上を合計で0.001%以上添加する。その合計が0.2%を越えた場合には母相であるフェライト粒内もしくは粒界に多量の炭化物、窒化物もしくは炭窒化物として析出して、延性を低下させる。また、多量の添加は固溶Nを熱延板段階で枯渇させるため、冷延後の徐加熱中に固溶A1と固溶Nとが反応できなくなり、r値が劣化する。従って、その範囲を0.001~0.2質量%とする。より好ましくは0.001~0.04%である。

【0027】Sn, Cr, Cu, Ni, Co, W, Moは強化元素であり必要に応じてこれらの1種または2種以上を合計で必要に応じて質量%で0.001%以上添する。過剰の添加は、コストアップや延性の低下を招くことから、2.5%以下とした。

【0028】Ca：介在物制御のほか脱酸に有効な元素で、適量の添加は熱間加工性を向上させるが、過剰の添加は逆に熱間脆化を助長させるため、必要に応じて質量%で0.0001~0.01%の範囲とする。

【0029】また、不可避的不純物として、O, Zn, Pb, As, Sbなどをそれぞれ0.02質量%以下の範囲で含んでも、本発明の効果を失するものではない。

【0030】さらに製造にあたっては、高炉、電炉等による溶製に続く各種の2次製錬を行いインゴット casting や連続 casting を行い、連続 casting の場合には室温付近まで冷却することなく熱間圧延するCC-DRなどの製造方法を組み合わせて製造してもかまわない。铸造インゴットや铸造スラブを再加熱して熱間圧延を行っても良いのは言うまでもない。熱間圧延の加熱温度は特に限定するものではないが、A1Nを固溶状態とするために1100℃

以上とすることが好ましい。熱延の仕上げ温度は(Ar3-50)℃以上で行う。好ましくはAr3点以上とする。熱延後の冷却速度は特に指定するものではないがA1Nの析出を防止するため巻き取り温度までの平均冷却速度を10℃/s以上とすることが好ましい。巻き取り温度は室温以上700℃以下とする。A1Nの粗大化を抑制することで良好なr値を確保するためである。好ましくは620℃以下、さらに好ましくは580℃以下である。熱間圧延の1パス以上について潤滑を施しても良い。また、粗圧延バーを互いに接合し、連続的に仕上げ熱延を行っても良い。粗圧延バーは一度巻き取って再度巻き戻してから仕上げ熱延に供してもかまわない。熱間圧延後は酸洗することが望ましい。

【0031】熱延後の冷間圧延の圧下率は30~95%とする。冷延の圧下率が30%未満または95%超であるとr値が低くなるのでこの範囲に限定する。

【0032】冷延後は、良好なr値を得るための焼鈍と組織を作りこむための熱処理を行う。前半の焼鈍と後半の熱処理は可能であれば連続ラインで行っても良いし、オフラインで分けて行っても構わない。上記の焼鈍後に10%以下の冷延を施しても構わない。まず、焼鈍は箱焼鈍が基本であるが、下記の要件を満たせばこの限りではない。良好なr値を得るためには、平均加熱速度を4~200℃/hrとする必要がある。さらには10~40℃/hrが好ましい。最高到達温度もr値確保の観点から600~800℃とすることが望ましい。600℃未満では再結晶が完了せず加工性が劣化する。一方、800℃超では $\alpha+\gamma$ 域の $\gamma$ 分率の高い側に入るため、深絞り性が劣化する場合がある。なお、最高到達温度での保持時間は特に指定するものではないが、(最高到達温度-20)℃以上での保持時間が1hr以上であることがr値向上の観点から好ましい。冷却速度は特に限定しないが、箱焼鈍において炉内で冷却する場合には5~100℃/hrの範囲となる。このときの冷却終点温度は100℃以下とすることがコイル搬送のハンドリングの観点から好ましい。引き続きベイナイト、マルテンサイト、オーステナイトの各相を得るための熱処理を行う。いずれの場合にもAc1変態点以上での加熱、すなわち $\alpha+\gamma$ 2相領域以上での加熱が必須となる。加熱がAc1点未満ではこれらの相は得られない。好ましくは(Ac1+30)℃が下限である。一方、1050℃以上としても格段の効果がないばかりか、ヒートバックル等の通板トラブルを誘発するのでこれを上限とする。950℃がより好ましい上限である。

【0033】冷間圧延に供する熱延板の組織を制御することによってさらに良好な深絞り性を得ることができる。熱延板の組織は少なくとも板厚1/4~3/4の範囲においては、ベイナイト相およびマルテンサイト相の1種または2種の体積率が合計で70%以上とすることが好ましい。上記体積率は80%以上が好ましく、90

%で以上であればさらに好ましい。また、板厚の全範囲にわたってこのような組織を有することが好ましいことは言うまでもない。熱延組織をベイナイトやマルテンサイトとすることが冷延焼鈍後の深絞り性を向上させる理由は必ずしも明らかではないが、既述のとおり、熱延板における炭化物を微細にすることを、さらには結晶粒径を微細にする効果によるものと推測される。なお、ここでのベイナイトとは、上部ベイナイトや下部ベイナイトのほか、アシキュラーフェライトやベイニティックフェライトを含む。炭化物を微細化する観点からは、上部ベイナイトよりも下部ベイナイトの方が好ましいことは言うまでもない。

【0034】焼鈍の後、めっきを施しても構わない。めっきとは、純亜鉛のほか、主成分が亜鉛である合金のめっき、さらにはAlやAl-Mgを主体とするめっきも含む。亜鉛めっきは連続溶融亜鉛めっきラインで焼鈍とめっきを連続で行うことが好ましい。溶融亜鉛めっき浴に浸漬の後、加熱して亜鉛めっきと地鉄との合金化を促す処理を行っても良い。また、溶融亜鉛めっきのほか、亜鉛を主体とする種々の電気めっきを行っても良いことは言うまでもない。

【0035】焼鈍後または亜鉛めっき後のスキンパスは形状強制や強度調整、さらには常温非時効性を確保する観点から必要に応じて行う。0.5～5.0%が好ましい圧下率である。なお、本発明で得られる鋼板の引張強

度は340MPa以上である。

【0036】

【実施例】表1に示す成分の各鋼を溶製して1250℃に加熱後、仕上げ温度をAr3変態点以上とする熱間圧延を行い、表2に示す条件で冷却し、巻き取った。さらに表2に示す圧下率で冷延した後、加熱速度20℃/hr、最高到達温度を700℃とする焼鈍をおこない、5時間保持後、15℃/hrで冷却した。これをさらに熱処理時間を60s、過時効時間を180sとする熱処理に供した。熱処理温度および過時効温度は表2に示した通りである。前記の700℃での焼鈍を行わず、熱処理のみを行ったものを比較にした。さらに1.0%のスキンパスを施した。

【0037】得られた鋼板のr値をJIS13号B試験片で、その他の機械的性質をJIS5号B試験片を用いた引張試験により評価した。また、機械研磨によって板厚中心付近まで減厚し、化学研磨によって仕上げ、X線測定に供した。

【0038】表2より明らかとなおり、本発明例ではいずれも良好なr値を有する鋼板が得られた。また、冷延に供する熱延組織をベイナイトやマルテンサイトを主体とする組織にすることによって、さらに良好なr値が得られた。

【0039】

【表1】

鋼種	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Al/N	その他
A	0.11	0.01	0.44	0.011	0.002	0.042	0.0021	20	-
B	0.16	0.03	0.62	0.015	0.005	0.018	0.0024	8	-
C	0.12	0.01	1.55	0.007	0.001	0.050	0.0018	28	-
D	0.08	0.01	1.32	0.004	0.003	0.033	0.0045	7	Nb=0.013
E	0.05	1.21	1.11	0.003	0.004	0.044	0.0027	16	-
F	0.05	0.01	1.77	0.008	0.003	0.047	0.0023	20	Mo=0.12
G	0.11	1.20	1.54	0.004	0.004	0.035	0.0022	16	-
H	0.09	0.03	2.14	0.003	0.002	0.050	0.0038	13	B=0.0004
I	0.15	1.98	1.66	0.007	0.005	0.039	0.0020	20	-
J	0.14	1.18	2.30	0.003	0.001	0.040	0.0025	16	-
K	0.15	0.63	2.55	0.004	0.002	0.045	0.0022	20	-

【0040】

【表2】



(8) 開2003-64444 (P2003-64444A)

Fターム(参考) 4K037 EA01 EA02 EA05 EA06 EA09  
EA10 EA11 EA13 EA14 EA15  
EA16 EA17 EA18 EA19 EA20  
EA23 EA25 EA27 EA28 EA31  
EA32 EA33 EA35 EB06 EB07  
EB11 EB12 FB00 FC03 FC04  
FC05 FC07 FE01 FE02 FE03  
FG00 FG01 FH00 FJ01 FJ04  
FJ05 FJ06 FJ07 GA05

**BEST AVAILABLE COPY**